

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 57-110650

(43)Date of publication of application : 09.07.1982

(51)Int.Cl.

C22C 38/04
C22C 38/14
C22C 38/54
// B60B 21/00

(21)Application number : 55-187196

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 26.12.1980

(72)Inventor : SUDO MASATOSHI
IWAI TAKAFUSA
HASHIMOTO SHUNICHI
KANBE AKIFUMI

(54) HIGH STRENGTH HOT ROLLED STEEL PLATE WITH SUPERIOR STRETCH FLANGING PROPERTY AND RESISTANCE WELDABILITY

(57)Abstract:

PURPOSE: To provide the titled high strength hot rolled steel plate especially used for a wheel rim of a car, etc. by regulating the contents of C, Mn, Si and S and forming the structure with 3 phases of a specified areal percentage each of ferrite, bainite and martensite.

CONSTITUTION: This hot rolled steel plate contains 0.02W0.12% C, 0.01W1.2% Mn, 0.01W1.2% Si and $\leq 0.01\%$ S. The structure is formed with 3 phases of ferrite 5W70% by area of bainite and 1W25% by area of martensite. To the steel plate may be added singly or combinedly one or more among 0.01W0.08% Nb, 0.02W0.1% V, 0.01W0.08% Ti and 0.02W0.18% Zr, one or more among 0.1W1.5% Cr, 0.01W0.2% Mo, 0.1W0.6% Cu, 0.1W1% Ni and 0.0005W0.005% B, and 0.005W0.1% rare earth element and/or 0.0005W0.1% Ca.

⑬ 日本国特許庁 (JP)

⑭ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭57—110650

⑤ Int. Cl.³

C 22 C 38/04

38/14

38/54

// B 60 B 21/00

識別記号

庁内整理番号

7147—4K

⑬ 公開 昭和57年(1982)7月9日

発明の数 1

審査請求 未請求

6833—3D

(全 5 頁)

⑥ 伸びフランジ性及び抵抗溶接性に優れた高強度熱延鋼板

⑦ 特 願 昭55—187196

⑧ 出 願 昭55(1980)12月26日

⑨ 発 明 者 須藤正俊
神戸市北区泉台1丁目2—14

⑩ 発 明 者 岩井隆房
明石市東藤江2丁目11—25

⑪ 発 明 者 橋本俊一

神戸市垂水区神陵台9丁目23—13

⑫ 発 明 者 神戸章史

神戸市灘区篠原北町3丁目15—13

⑬ 出 願 人 株式会社神戸製鋼所
神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

⑭ 代 理 人 弁理士 金丸章一

明 細 書

1. 発明の名称

伸びフランジ性及び抵抗溶接性に優れた高強度熱延鋼板

2. 特許請求の範囲

(1) C 0.02 ~ 0.12 重量%, Mn 0.6 ~ 2 重量%, Si 0.01 ~ 1.2 重量% を含み、S 0.01 重量% 以下に規制した鋼であつて、その組織がフェライト、ペーナイト及びマルテンサイトの3相からなり、ペーナイト面積率5 ~ 70 重量%、マルテンサイト面積率1 ~ 25 重量%であることを特徴とする伸びフランジ性及び抵抗溶接性に優れた高強度熱延鋼板

(2) 鋼がNb 0.01 ~ 0.08 重量%, V 0.02 ~ 1 重量%, Ti 0.01 ~ 0.08 重量%, Zr 0.02 ~ 0.18 重量% の1種以上を含む特許請求の範囲第1項記載の高強度熱延鋼板

(3) 鋼がO 0.1 ~ 1.5 重量%, Mo 0.01 ~ 0.2 重量%, Co 0.1 ~ 0.6 重量%, Ni 0.1 ~ 1 重量%, B 0.0005 ~ 0.005 重量% の1種以上を含む特許請求の範囲第1項、第2項記載の高強度熱延鋼板

(4) 鋼が希土類元素0.005 ~ 0.1 重量%, Cu 0.0005 ~ 0.1 重量% の1種以上を含む特許請求の範囲第1 ~ 3項記載

熱延
の高強度鋼板

3. 発明の詳細な説明

本発明は、伸びフランジ性及び抵抗溶接性に優れた高強度鋼板、特に自動車等のホイールリム用熱延鋼板に関する。

自動車燃費節減のための車体重量軽減策として、車体の小型化と併せ、高強度鋼材の採用による材料変更等が試みられている。なかでも、車輪の軽量化は、燃費節減に極めて有効とされ、ホイールリムやディスクに対する高強度熱延鋼板の適用が鋭意検討されている。例えば米国においては、これら部材の材料として、複合組織型熱延鋼板が最適とされ、その試作試験が進められている。しかしながら、材質特性上の問題が顕在化し、いまだ実用化されるに到っていない。

ホイールリムに高強度鋼板を適用するに当たつての問題点として、フラッシュバット溶接後に行なわれるロール成形時の割れ発生があり、成型時の熱影響部からの割れ発生率は約50%にも達するといわれており、米国における前記複合組織型鋼

の適用の熱心な検討にもかかわらず実用化に到っていない最大の理由となつている。

さらにこのホイールリム用鋼板は車種（メーカー）によつては加工の際の延性が優れていて現行の軟鋼板製リム並みの加工時の低い不良率を安定して得られることが望まれている。

本発明はこのような問題点を解決し、要望に応えるべく開発された鋼板であつて、C 0.02~0.12%、Mn 0.01~1.2%、Si 0.01~1.2%を含み、80.01%以下に規制した鋼であつて、その組織がフェライト、ベーナイト及びマルテンサイトの8相からなり、ベーナイト面積率5~70%、マルテンサイト面積率1~25%であることを特徴とする伸びフランジ性及び抵抗溶接性に優れた高強度^{強度}鋼板である。本発明の鋼板においては、必要に応じてNb 0.01~0.08%、V 0.02~0.1%、Ti 0.01~0.08%、Zr 0.02~0.18%の1種以上、Cr 0.1~1.5%、Mo 0.01~0.2%、Cu 0.1~0.6%、Ni 0.1~1%、B 0.0005~0.005%の1種以上、希土類元素0.005~0.1%、O 0.0005~0.1%の1種以上を単独あるいは組合せて含有せしめる

実施例（第2図）にて示すように、フェライト+マルテンサイト組織鋼はフェライト+ベーナイト組織鋼とはほぼ同様にすぐれた軟化抵抗を示すことが明らかにされた。さらにNbO等の安定析出物を存在させる、あるいはより積極的に熱延後固溶Nbを残存させ、熱影響部に析出させると若干軟化する状態となり、その後のロール成形時に熱影響部からの破断を阻止しうることが明らかとなつた。

さらにフェライト+ベーナイト+マルテンサイトの8相組織鋼における成形性についてみると、実施例（第1図）にて示すように、特に伸びフランジ性の指標となる欠疵がり率がベーナイト面積率5~70%、望ましくは10~45%の場合に良好な値を示し、またこの範囲では強度-伸びバランス（TSX EL）も良好な値となる。またマルテンサイト面積率は1~25%とするべきであり、25%を超えると降伏比が上ってくる現象が生じ、一方1%未満ではマルテンサイトの導入効果が小さい。なお望ましいマルテンサイト面積率は8~15%である。

ことができる。

なお、本発明において規定するベーナイトとはベーナイト+フェライト及び炭化物を内包するベーナイトを包含するものであり、またマルテンサイトには一部残留オーステナイトをも含まれる。

本発明の鋼板をホイールリム等に適用するに際して問題となるのはフラッシュバット溶接後の溶接熱影響部における軟化であり、フェライト+マルテンサイト鋼ではマルテンサイトの分解に伴う軟化が著しく、その後のロール成形時に熱影響部に割れが発生することがその適用を阻害する原因となつている。ベーナイト組織鋼にすると熱影響部の軟化が認められなくなり、溶接後の冷間加工（ロール成形）のさいのこの部分からの破断の問題から解放されることは先に提案している（特願昭54-171594号他）、本発明ではフェライト+ベーナイト組織鋼の欠点を補うべく、フェライト+ベーナイト+マルテンサイト組織の割合を変化させ、化学成分との関係をも調整した結果、

なお組織の調整は、次に示す化学成分を調整した上で、熱間圧延及びその後の冷却条件を調整すること、更には更にその後の焼鈍条件（連続焼鈍、バッチ焼鈍）を調整することにより行なわれる。

次に本発明における化学成分の限定理由について述べる。

Cは強化および焼入性向上効果を発揮させ、低温変態生成物を形成させるために、また溶接部の組織を健全にするために0.02%以上とする。但し、あまり多いと、フラッシュバット溶接時に接合面の脱炭に伴う硬度低下が生じ、溶接線とその近傍との硬度差が大きくなるので0.12%、好ましくは0.09%を上限とする。

Mnは低C化による強度低下の補償、および所望の組織を得るための不可欠の元素である。含有量が0.6%に満たないと、所要の強度および組織が得られず、一方2%を超えると、溶製技術上の困難のほか、延性の悪化を伴う。従つて0.6~2%の範囲で加えられる。

Biは溶鋼の脱酸元素であり、またポリゴナルフェライトの生成を促進し、適正な組織を得るために有効な元素であり、更に高強度及び高延性を与えるのに好適な元素である。このため、約0.01%以上の添加を必要とする。

但し、過剰に加えると、溶接部の脆化(遷移温度の上昇)を招くので、1.2%を上限とする。

Bは成形性とくに伸びフランジ性および溶接部の延性改善のために0.01%以下に規制する。

本発明では上記成分の他必要に応じて以下の元素を含むことができる。

Nb, V, Ti, Zrはいずれもフラッシュバット溶接における熱影響部でのペーナイト組織の分解、硬度低下を防止するのに有効な元素であり、本発明においてきわめて重要な元素である。

また、これらの元素は析出強化作用があるため、強度上昇の補助的要素としても意味を持つが、過剰に添加し、析出強化量を大きくした場合には、延性の低下をひきおこすため、Nb 0.01 ~ 0.08%, V 0.02 ~ 1%, Ti 0.01 ~ 0.08%, Zr 0.02 ~ 0.18%

の範囲で一種以上含有せしめる。これら共通の作用に加えて、Nbは熱延後の組織の変態挙動に影響を与え、ペーナイト組織を作るのに最も有効な元素である。Ti, Zrはさらに延性に有害な硫化物の形状制御に有効であり、Vは溶接中央部での硬度を母材に比べ程良く硬化されるのに(Hv \approx 25)有効な元素である。

Cr, Mo, Cu, Ni, Bはともに焼入性を向上させ、所望の組織をうるうえで必要な元素である。その下限はその効果を発揮させうる量から、上限はその効果が飽和に達して経済的でなくなる量から決定される。

Cr 0.1 ~ 1.5%, Mo 0.01 ~ 0.2%, Cu 0.1 ~ 0.6%, Ni 0.1 ~ 1%, B 0.0005 ~ 0.1%である。

希土類元素(REM), CoまたはMgは、硫化物の形状制御効果により、該介在物を無害化し、成形性を高める働きを有する。この効果を得るために、REMは0.005 ~ 0.1%, Coは0.0005 ~ 0.01%, Mgは0.0005 ~ 0.01%の各範囲で加えられる。これら元素は単独で添加してもよく、あるいは任意の2

種以上を複合して加えてよい。但し、添加量が多くなると、これら元素によりかえって清浄度を害し、延性を悪くするので、合計の添加量約0.1%を上限とするのが望ましい。

なおPはBiと同様有力な強化元素でありかつ安価な元素でもあるので0.1%^{以下}添加してもよい、またAlは溶製時の脱酸剤として0.06%以下含有される。

次に本発明の実施例を比較例と共に示す。

第1表に示す化学成分を有する供試材を真空溶解炉にて溶製し、粗圧延した80mm \times スラブを8パスにて84mm \times の熱延板にした。

さらに熱延後室温まで空冷した材料を各種温度に急熱し、数分保持後冷却条件を変えることにより所望の組織を有する供試材を作製した。

この供試材についての熱処理条件及び顕微鏡組織の測定結果を第2表に、更に機械的性質および下記の溶接条件でのフラッシュバット溶接後の引張強さおよび硬度変化を測定した結果を第3表に示す。

溶接条件

フラッシュ代	;	8mm
フラッシュ時間	;	8秒
アップセット代	;	8mm
アップセット時間	;	2/60秒
アップセット速度	;	150mm/秒
基板形状	;	80mm \times 75mm \times 8.2mm \pm

第1表 化学成分(%)

供試材	C	Bi	Mn	B	他の元素
1	0.06	0.5	1.8	0.004	
2	0.05	0.4	1.5	0.005	Cr 0.8
3	0.05	0.5	1.5	0.003	Ni 0.8 Cr 0.6
4	0.05	0.5	1.5	0.005	Ti 0.02 B 0.01
5	0.06	0.5	1.5	0.005	Nb 0.02 V 0.02 Cr 0.5
6	0.04	0.5	1.6	0.003	Cr 0.5 Co 0.08 Nb 0.02
7	0.05	0.5	1.5	0.003	Cr 0.6 Al 0.02
8	0.06	0.2	1.7	0.004	Cr 0.7 Cu 0.1
9	0.06	0.2	1.7	0.004	Cr 0.7 Cu 0.1
10	0.07	0.2	0.5	0.005	
11	0.8	0.8	1.5	0.005	
12	0.07	0.5	1.8	0.02	
13	0.06	0.6	1.8	0.005	Cr 0.5
14	0.07	0.8	1.5	0.005	Cr 0.8

第2表 熱処理条件及び組織

供試材	熱処理条件		組織(面積率)	備考
	加熱保持条件	冷却速度		
1	950℃×8min	40℃/...	29%B-7%M-F	本発明
2	"	7℃/...	44%B-9%M-F	
3	"	5℃/...	18%B-5%M-F	
4	850℃×5min	8℃/...	88%B-6%M-F	
5	950℃×8min	80℃/...	16%B-8%M-F	比較例
6	"	40℃/...	24%B-8%M-F	
7	"	7℃/...	29%B-8%M-F	
8	790℃×5min	10℃/...	10%B-16%M-F	
9	950℃×5min	10℃/...	58%B-8%M-F	比較例
10	950℃×5min	60℃/...	8%M-F	
11	"	"	100%M	
12	950℃×8min	40℃/...	28%B-8%M-F	
13	"	100℃/...	90%B-10%M	比較例
14	780℃×10min	20℃/...	28%M-F	

B: ベイナイト, F: ポリゴナルフェライト
M: マルテンサイト(残留オーステナイト含)
P: パーライト

また第1表の供試材№1および供試材№7の鋼について熱処理条件を変えてフェライト+ベイナイト+マルテンサイト組織にあつてベイナイト組織の面積率の異なる種々の鋼板を製造し、その機械的性質を調べた。その結果を第1図に示す。第1図から知られるように、ベイナイトの面積率が5~70%程度もしくは10~45%程度のときに穴抜き率(伸びフランジ性を示す指標)が良好になる。このときのマルテンサイト量は5~12%程度である。またフェライト+マルテンサイト鋼(いわゆるデュアルフェイズ鋼)の伸びフランジ性がきわめて悪いことがわかる。

また第2、8表及び第1図から知られるように本発明のF+B+M組織鋼は、低降伏比で強度-伸びバランスがすぐれて、しかも伸びフランジ性も良好で成形性がすぐれた鋼板である。さらに溶接部の韌性(VE₀ および VTr₀)もすぐれて、かつ溶接接合部の硬度上昇も小さく(第8表に示すように80以下)、熱影響部の硬度軟化も最大で-5と小さく、成形時に溶接接合部から破断の生じる恐

供試材	引張強さ (kg/mm ²)	降伏点 (kg/mm ²)	伸び(%)	伸び(%)	VE ₀ (kg/mm ²)	VTr ₀ (kg/mm ²)	ΔHV		ΔHV ₁	ΔHV ₂
							1)	2)		
1	82.6	5.4	28.5	28.1	28.6	28.0	-5.5	+2.5	-1	5
2	30.4	8.1	28.1	28.1	28.6	28.0	-5.5	+2.0	-1	5
3	27.8	5.0	38.5	38.5	29.6	29.6	-6.0	+8.0	-1	5
4	31.6	6.4	28.8	28.8	29.2	29.2	-6.0	+1.5	-1	5
5	80.8	5.6	28.6	28.6	29.8	29.8	-5.5	+2.0	-1	5
6	27.0	5.4	81.7	81.7	30.2	30.2	-5.5	+2.0	-1	5
7	28.1	6.0	32.1	32.1	28.6	28.6	-5.5	+2.0	-1	5
8	23.8	6.0	26.8	26.8	28.2	28.2	-5.5	+8.0	-1	5
9	40.9	6.2	28.9	28.9	28.8	28.8	-5.5	+1.6	-1	5
10	31.2	8.7	48.9	48.9	22.8	22.8	-5.5	+6.6	-1	5
11	31.0	10.9	11.5	11.5	27.5	27.5	-5.0	-5.0	-120	-120
12	38.6	8.2	29.6	29.6	1.66	1.66	+3.0	+2.6	-1	5
13	59.5	7.2	18.8	18.8	28.5	28.5	-4.0	0	-1	5
14	31.2	6.1	27.6	27.6	27.0	27.0	-5.0	+3.0	-1	5

1) 1/4 サイズレヤルビ-試験片による
2) 溶接接合部硬度-母材硬度

れがきわめて少なくなる。これに対して比較材は、強度あるいは伸びが小さい、さらに溶接部の韌性が劣る(供試材№12)、ΔHV₁、ΔHV₂の軟化が大きすぎる(供試材№11)またはΔHV₁の軟化量が大きすぎる(供試材№13、14)などの欠点があり、本発明鋼とはその特性において比較にならない。

次に供試材№2にCを0.04%添加した供試材および№6と同一組成の供試材を現場溶製し、分塊、熱延後第4表に示す冷却、巻取条件で鋼板を製造し、この鋼板について実物のホイールリムを通常のフラッシュバット溶接-ロール成形による成形方法により製造した鋼板の順張組織、機械的性質およびホイールリム成形結果を第5表に示す。

第3表 製造条件

試料	化学成分	焼却温度	冷却条件	焼却温度	備考
第1表のA2C0.04% 添加		840℃	20℃/分-620℃-60℃/分	250℃	比較例
第1表のA6		840℃	20℃/分-600℃-60℃/分	450℃	本発明
		840℃	5℃/分-580℃-60℃/分	550℃	
		840℃	5℃/分-560℃-60℃/分	250℃	

第4表 組織及び機械的性質

試料	組織	鋼板機械的性質				備考
		降伏応力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び(%)	穴抜け率 (%)	
22%M-F		84.8	65.8	27.2	65	ハイルリム 成形不良率(%)
28%B-5%M-F		81.7	66.8	28.8	160	60.0
22%B-5%M-F		88.2	68.8	28.2	160	2.5
42%B-5%M-F		85.2	61.6	27.9	155	0.5
						1.0

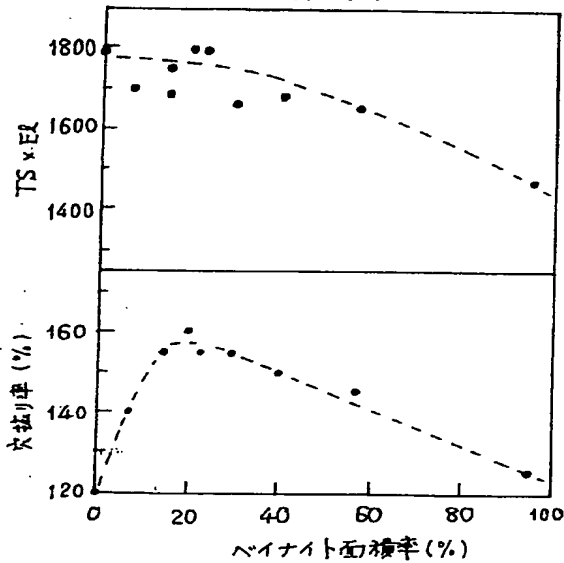
またこれら熱延鋼板のフラッシュユパット溶接後の硬度分布を調べた結果を第2図に示す。第2図から知られるように、F+M組織鋼(供試材A)のHAZ部における軟化(第二相マルテンサイトの分解による)が著しい。

一方本発明のF+B+M組織鋼(供試材B、C、D)では軟化が顕著に軽減すること、およびNbOが存在するとHAZ部の軟化が認められず、逆に若干の硬化が認められる。この結果F+M+B組織鋼ではフラッシュユパット溶接後のロール成形時に熱影響部からの破断が生じる恐れがなくなる。このことは第4表に示したハイルリム成形不良率からも確認される。

4. 図面の簡単な説明

第1図はフェライト+ベイナイト+マルテンサイト鋼板におけるベイナイト面積率と強度-伸びバランス(TS×EL)および穴抜け率との関係、第2図は本発明鋼および比較鋼のフラッシュユパット溶接後の溶接部の硬度分布をそれぞれ示す図である。

第1図



第2図

